

English abstract of Refere 3

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **01039339 A**

(43) Date of publication of application: **09.02.89**

(51) Int. Cl.

C22C 21/02

B22D 11/00

C22F 1/04

(21) Application number: **62194034**

(22) Date of filing: **03.08.87**

(71) Applicant: **KOBE STEEL LTD**

(72) Inventor: **SAKAMOTO TOSHIMASA
OSHIRO HIDEO
DOMOTO OSAMU
ISHII MIKIO
HAYASHI KENJI
SAWAHISA EIICHIROU**

(54) WEAR-RESISTANT ALUMINUM ALLOY CAST ROD AND ITS PRODUCTION

(57) Abstract:

PURPOSE: To produce the title high-quality Al alloy cast rod having excellent wear resistance and forgeability by casting, cooling, and heat-treating the Al alloy contg. Si, Cu, Mg, Fe, Mn, and Sr as the essential components and having a specified composition under specified conditions.

CONSTITUTION: When an Al alloy contg., by weight, 7.5W22.0% Si, 3.0W7.0% Cu, 0.3W1.0% Mg, 0.25W1.0% Fe, 0.25W1.0% Mn, and 0.005W0.1% Sr as the essential

components is cast, the casting temp. is controlled to 670W850°C, and then the cast is cooled at a cooling rate of $\approx 5^\circ\text{C}/\text{sec}$ from 670°C to 544°C and at a rate of $\approx 10^\circ\text{C}/\text{sec}$ from 560°C to 544°C. The ingot after casting is heat-treated at (450W510°C) \times (2W12hr). The diameter of the circumscribed circle of the Si phase and the inevitably generated crystallized material of every kind is controlled to $\leq 20\mu\text{m}$, and the interval between the branches of aluminum dendrite is controlled to $\leq 10\mu\text{m}$. By this method, an Al alloy cast rod having excellent wear resistance and mechanical properties and suitable for forging is obtained.

COPYRIGHT: (C)1989,JPO&Japio

⑩ 日本国特許庁(JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

Num 01-39339
昭64-39339

⑬ Int.Cl.⁴

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 昭和64年(1989)2月9日

C 22 C 21/02
B 22 D 11/00
C 22 F 1/04

Z-6735-4K
E-7516-4E
6793-4K

審査請求 未請求 発明の数 2 (全8頁)

⑮ 発明の名称 耐摩耗性アルミニウム合金鋳造棒及びその製造法

⑯ 特 願 昭62-194034

⑰ 出 願 昭62(1987)8月3日

⑱ 発 明 者	坂 本 敏 正	山口県下関市長府川端町1-2-13
⑲ 発 明 者	大 城 英 夫	山口県下関市長府侍町1-2-7
⑳ 発 明 者	堂 本 治	山口県下関市長府印内町1-C-105
㉑ 発 明 者	石 井 幹 雄	山口県下関市長府印内町1-B-105
㉒ 発 明 者	林 憲 二	山口県下関市長府中尾町2-36
㉓ 発 明 者	沢 久 栄 一 郎	福岡県北九州市門司区黄金町10-16
㉔ 出 願 人	株式会社神戸製鋼所	兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号
㉕ 代 理 人	弁理士 中 村 尚	

明 細 書

1. 発明の名称

耐摩耗性アルミニウム合金鋳造棒及びその製造法

2. 特許請求の範囲

(1) 重量%で(以下、同じ)、Si:7.5~22.0%、Cu:3.0~7.0%、Mg:0.3~1.0%、Fe:0.25~1.0%、Mn:0.25~1.0%及びSr:0.005~0.1%を必須成分として含むアルミニウム合金の鋳造棒であって、Si相及び不可逆的に発生する各種析出物をこれに外接する円の直径が20 μ m以下になるように抑制し、かつ、アルミニウムデンドライトの枝の間隔を10 μ m以下に抑制してなることを特徴とする耐摩耗性アルミニウム合金鋳造棒。

(2) Si:7.5~22.0%、Cu:3.0~7.0%、Mg:0.3~1.0%、Fe:0.25~1.0%、Mn:0.25~1.0%及びSr:0.005~0.1%を必須成分として含むアルミニウム合金を鋳造するに際し、鋳造温度を670~850℃

の範囲とし、670℃から554℃までの冷却速度を5℃/sec以上とし、かつ、560℃から554℃までの冷却速度を10℃/sec以上で冷却し、鋳造後、(450~510℃)×(2~12hr)の熱処理を施すことを特徴とする耐摩耗性アルミニウム合金鋳造棒の製造法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は、アルミニウム合金鋳造棒の製造に係り、特に耐摩耗性に優れ、鍛造用に適するアルミニウム合金鋳造棒及びその製造法に関するものである。

(従来の技術)

従来より、耐摩耗量化と共に耐摩耗性の要求される自動車部品等には、Al-Si系の共晶合金A4032等が用いられ、通常、連鋳-押出法により各種部品が製造されてきていた。しかし、これらは近年の一層の高耐摩耗性の要求には充分応えられず、また強度も劣るという問題があった。

一方、耐摩耗性の点ではAl-Si系の過共晶

合金であるA390合金が優れていることが知られているが、この合金は押出が不可能であり、また鍛造性も劣っているため、鍛造材として用いられてきている。

しかし、最近の自動車部品等の分野では、従来の鍛造材或いは鍛造-押出法による押出材に対し、鍛造棒-鍛造アルミ化が進められてきており、耐摩耗性に優れ且つ鍛造性も優れたアルミニウム合金の開発が要請されてきている。

(発明が解決しようとする問題点)

そのため、例えば、特公昭61-51017号公報に提案されているように、Al-7.5~13.5% Si系にCu、Mg、Fe、Mn、Ti等を加えて耐摩耗性、鍛造性を改良したもの、特開昭60-197838号公報、同61-26741号公報に提案されているように、Al-7.5~22% Si系にCu、Mg、Fe、Mn等を加えて共晶サイズ、Si-Mn-Fe化合物サイズ、 α -Al相サイズなどを規制したものなどがある。

しかし乍ら、これらの提案によるアルミニウム

鍛造材の製造に関しては、鍛造時に巨大なAl-Fe-Mn-(Si)化合物が発生するという問題があり、鍛造後の鍛造にて従来のような押出工程における品出物の破砕による微細化は期待できないことから、鍛造性が劣ると共に疲労寿命も低下する等の問題があった。

本発明は、上記従来技術の欠点を解消し、耐摩耗性が優れていると共に鍛造性、機械的性質も優れた高品質なアルミニウム合金を鍛造棒として製造できる技術を提供することを目的とするものである。

(問題点を解決するための手段)

上記目的を達成するため、本発明者は、前述の鍛造用アルミニウム合金では、鍛造時に発生するAl-Fe-Mn-Si化合物やSi初晶、共晶Si化合物等々を微細化する、すなわち、それらの品出物が存在することを前提として単に微細化がある程度図られているにすぎないことが耐摩耗性、鍛造性等の向上に限界をもたらしていることが判明した。

そこで、本発明者は、鍛造時に発生するそれらの品出物の一部を消滅させ、残存品出物を更に微細化し且つ粒状化が可能であるならば、耐摩耗性と共に鍛造材として前述の要請に充分応えることができるとの知見を得て、化学成分、鍛造条件等を詳細にわたって実験研究を重ねた。

その結果、前述のAl-Si系合金にSrを適量添加すると共に鍛造を特定の条件で行うならば、品出物のうちAl-Fe-Mn-Si化合物及びSi初晶を効果的に微細化消滅でき、共晶Siを微細化できると共にアルミニウムデンドライトスペースを小さくでき、更に鍛造後に特定の熱処理を施すならば、鍛造棒に含まれている他の品出物であるAl-Cu系、Al-Mg-Si系の品出物が微細化消滅すると共に共晶Siが粒状化し、鍛造性が向上することを見出し、ここに本発明をなしたものである。

すなわち、本発明に係る耐摩耗性アルミニウム合金鍛造棒は、Si:7.5~22.0%、Cu:3.0~7.0%、Mg:0.3~1.0%、Fe:0.25

~1.0%、Mn:0.25~1.0%及びSr:0.005~0.1%を必須成分として含むアルミニウム合金の鍛造棒であって、Si相及び不可避的に発生する各種品出物をこれに外接する円の直径が20 μ m以下になるように抑制し、かつ、アルミニウムデンドライトの枝の間隔を10 μ m以下に抑制してなることを特徴とするものである。

また、本発明法に係る上記耐摩耗性アルミニウム合金鍛造棒の製造法は、上記組成のアルミニウム合金を鍛造するに際し、鍛造温度を670~850℃の範囲とし、670℃から554℃までの冷却速度を5℃/sec以上とし、かつ、568℃から554℃までの冷却速度を10℃/sec以上で冷却し、鍛造後、(450~510℃)×(2~12hr)の熱処理を施すことを特徴とするものである。

以下に本発明を更に詳細に説明する。

まず、本発明におけるアルミニウム合金の化学成分限定理由を説明する。

Siは耐摩耗性を付与するうえで不可欠の成分であり、7.5%未満ではその効果が得られず、

また22.0%を超えると粗大化した初品Siが多量に発生し、鑄造条件並びにSr添加によってもその微細化及び消滅化が困難になって鍛造性や機械的性質等の劣化をもたらすようになる。したがって、Si量は7.5~22.0%の範囲とする。

Cuは機械的性質を向上させると共に耐摩耗性を向上させる成分であり、3.0%未満ではそのような効果が得られず、7.0%を超えて添加するとAl-Cu系品出物が多くなり、鑄造後の熱処理によっても消滅させることが困難になり、鍛造性、機械的性質を劣化させることになる。したがって、Cu量は3.0~7.0%の範囲とする。

Mgは機械的性質を向上させると共に耐摩耗性を付与する成分であり、0.3%未満ではこのような効果が得られず、1.0%を超えると鑄造後の熱処理によってもAl-Mg-Si系の品出物を消滅することが困難になり、鍛造性を損うことになる。したがって、Mg量は0.3~1.0%の範囲とする。

Fe、Mnは略同様の効果を有し、鑄造時に微細

な共晶Si及びSi系品出物の生成を促進して耐摩耗性を向上させる成分であり、それぞれ0.25%未満ではそのような効果が得られず、1.0%を超えるとAl-Fe-Mn系又はAl-Fe-Mn-Si化合物の品出物が巨大となり、鑄造時にこれを消滅させることが極めて困難になり、鍛造性の劣化をもたらす。したがって、Fe、Mnの各量は0.25~1.0%の範囲とする。

Srは、上記成分を含有する組成に添加し、後述の如く、適切な鑄造温度及び冷却条件のもとで鑄造すると、Al-Fe-Mn-Si化合物の品出物を消滅すると同時にSi初品も微細化消滅し、また共晶Siを微細化して鍛造性を向上する作用のある成分である。0.005%未満ではそのような効果が得られず、0.1%を超えて多すぎると島状のSr化合物が発生して内部欠陥となり、機械的性質が劣化する。したがって、Sr量は0.005~0.1%の範囲とする。

以上の各成分を必須成分とするが、必要に応じて、Ti:0.001~0.05%、Ni:0.3~2.

0%、Cr:0.05~0.4%、Zr:0.05~0.25%のうちの1種又は2種を添加することができる。上記範囲で、Tiは鑄造組織を微細化し、機械的性質を安定化することができ、Niは耐熱性乃至高温強度を付与することができ、またCr、Zrはともに耐摩耗性を改善する効果がある。

なお、上記組成のアルミニウム合金には不可避的不純物が含有され得るが、それらは本発明の効果を損わない限度で許容できる。

かかる組成のアルミニウム合金は、常法により溶解するが、本発明においては、鑄造を以下の条件のもとで行い、更に鑄造後は特定条件の熱処理を施すものである。

すなわち、上記アルミニウム合金の鑄造はインゴット鑄造法、連続鑄造法等の適当な方法により行うが、従来と同様、上記成分系のアルミニウム合金(但し、Srを含まず)を常法で鑄造した場合には徐冷組織が得られる。この組織は、第15図に示すように、Al-Fe-Mn-Si品出物(代表組成:60%Al-12%Fe-18%Mn-10

%Si)、初品Si、共晶アルミ相及びアルミニウムデンドライトより成る組織である。なお、図中、左側の大きな黒色部がAl-Fe-Mn-Si品出物、中央のやや小さい黒色部が初品Siであり、下中央部がアルミニウムデンドライトを表わし、その他の部分が共晶アルミ相及びSi相(共晶Si)を表わしている。

これらのうち、Al-Fe-Mn-Si品出物はしばしば100 μ mにも達し、初品Si及び共晶Siは50 μ m以上に達する成長をすることがあり、疲労寿命や鍛造性を阻害する原因となっている。このような巨大な品出物は、従来は鑄造後の押出工程において破砕によるある程度の微細化がなされていたが、鑄造-鍛造法においては鍛造工程でそのような効果を保証できない。

そこで、本発明では、鑄造時或いは鑄造後の熱処理時にそのような巨大な品出物が生成しないようにし、かつ、生成した品出物については20 μ m以下の大きさ(後述)となるように各プロセスをコントロールせんとするものである。そのために

は、上記組成のもとで鋳造時の冷却速度及び鋳造温度及び熱処理条件を規制する必要があるのである。

まず、鋳造時の冷却速度については、本発明者の実験研究により、 $Al-Fe-Mn-Si$ 化合物、初晶 Si 、共晶 Si の各サイズ並びにアルミニウムデンドライトの粗さはそれぞれの結晶が成長する温度範囲を急冷することによって適切な大きさにコントロールできることが判明した。すなわち、そのためには、本発明では、少なくとも $670^{\circ}C$ から $554^{\circ}C$ までを $5^{\circ}C/sec$ 以上の冷却速度で冷却する必要がある。

具体的には、(イ) $Al-Fe-Mn-Si$ 品出物は $670^{\circ}C \sim 554^{\circ}C$ の温度範囲で成長するので、この範囲を $5^{\circ}C/sec$ 以上の冷却速度で冷却すれば、第1図に示すように、この品出物のサイズを $20\mu m$ 以下に規制することができる。

また、(ロ) 初晶 Si は $670^{\circ}C \sim 554^{\circ}C$ の温度範囲で成長するので、この範囲を $5^{\circ}C/sec$ 以上の冷却速度で冷却すると、第2図に示すように、

生成温度並びに成長温度は $670^{\circ}C \sim 554^{\circ}C$ であり、この温度範囲を $5^{\circ}C/sec$ 以上で冷却させる必要があるが、この冷却速度を実現させるためには鋳造温度を規定する必要がある。

まず、最小限必要な鋳造温度の決定方法を第5図を参照して説明する。

図5は $670^{\circ}C \sim 554^{\circ}C$ の温度範囲での冷却速度に及ぼす鋳造温度の影響について示したもので、ここで、アルミニウム合金溶湯の温度が鋳型に接するタンディッシュ内にて $670^{\circ}C$ よりも低い温度 T_1 である場合、この溶湯の $670^{\circ}C \sim 554^{\circ}C$ 間の冷却速度 R は、 $R = (670 - 554) / t_1$ 、 $= 116 / t_1 (^{\circ}C/sec)$ となる(但し、 t_1 は T_1 から $554^{\circ}C$ までの冷却時間(sec)である)。この t_1 は通常、30秒よりも長く、この鋳造温度 T_1 では到底前記冷却条件を満足しない。

次に、溶湯の温度が $670^{\circ}C$ 以上、例えば $690^{\circ}C$ の場合、 $670^{\circ}C \sim 554^{\circ}C$ 間の冷却速度 R は $R = (670 - 554) / t_2$ で示される(但し、 t_2 は $670^{\circ}C \sim 554^{\circ}C$ の間の冷却時間(sec)であ

$20\mu m$ 以下に規制することができる。

更に、(ハ) 共晶 Si のサイズとアルミニウムデンドライトのアームスペーシングとの間には第3図に示すような相関関係があり、このデンドライトアームスペーシング(以下、 DAS という)を指標にして共晶 Si のサイズを制御することができる。一方、 DAS は第4図に示すように冷却速度を大きくすると間隔を小さくすることができる。したがって、第3図及び第4図より、冷却速度を $10^{\circ}C/sec$ 以上にすれば、 DAS が $10\mu m$ 以下となり、したがって、共晶 Si を $15\mu m$ 以下に微細化することができる。

以上のように、上記(イ)～(ハ)の要件を満足するために、本発明では、 $670^{\circ}C \sim 554^{\circ}C$ までを $5^{\circ}C/sec$ 以上の冷却速度とし、かつ、 $568^{\circ}C$ から $554^{\circ}C$ までを $10^{\circ}C$ 以上の冷却速度で冷却するものである。

一方、鋳造温度は $Al-Fe-Mn-Si$ 品出物のサイズに大きな影響を及ぼす因子である。上記の如く、この $Al-Fe-Mn-Si$ 品出物の核

る)。したがって、この t_2 を23秒以下にすると、 R は $5^{\circ}C/sec$ 以上となり、 $Al-Fe-Mn-Si$ 品出物の成長を上記の如く制御することが可能となるので、この温度、すなわち、 $670^{\circ}C$ 以上の温度が最小限必要な鋳造温度とするものである。

一方、鋳造温度の上限は、第5図に示した T_2 のように高い程有利であり、品出物の生成・成長抑制の観点からは規定する必要はないが、 $850^{\circ}C$ を超すとガス(H_2)の吸収が激しくなって鋳塊にピンホール、ブローホールなどが発生し、鋳造物の品質を著しく低下させるので、 $850^{\circ}C$ を上限とするのが適切である。

なお、初晶 Si も $Al-Fe-Mn-Si$ 品出物とはほぼ同じ温度範囲で核生成・成長するので、上記鋳造温度範囲を選定することにより、その粗大化を防止することができる。

但し、前述のように、適量の Sr を添加した上記化学成分のアルミニウム合金の場合、上述の条件で鋳造すると、 $Al-Fe-Mn-Si$ 化合物と初晶 Si の品出物を消滅させることができる。

次に、鋳造後の熱処理条件について説明する。

上述の条件で製造した鋳造棒は、Al-Cu系、Al-Mg-Si系の晶出物を含み、また共晶Siが角張った状態にある組織を有するので、鍛造性の改善効果が必ずしも十分であるとは云えない。そこで、本発明者の実験研究により、このような組織の鋳造棒に(450~510℃)×(2~12hr)の熱処理を施すことにより、Al-Cu系、Al-Mg-Si系の各晶出物が消滅すると共に微細化された共晶Siが粒状化し、鍛造性が顕著に向上することが判明した。なお、この温度範囲外並びに保持時間外ではそのような効果が期待できない。

かくして得られた熱処理後の鋳造棒は、不可避免的に存在する晶出物のサイズがこれに外接する円の直径が20μm以下に微細化され、特に共晶Siは粒状化されており、しかもアルミニウムデンドライトスペース(枝の間隔)が10μm以下に抑制されているので、鍛造性に優れ、しかも耐摩耗性が優れている。

次に本発明の実施例を示す。

(実施例)

第1表に示す化学成分を有するアルミニウム合金を常法により溶解し、第2表に示す鋳造条件(鋳造温度、冷却速度)にて速鋳し、約30mmφの鋳造棒を得た。鋳造後、同表に示す条件で熱処理を施した。

これらについて機械的性質を調べると共に耐摩耗性、鍛造性を調べた。また、晶出物のサイズとDAS(デンドライトスペース)も調べた。その結果を第2表に併記する。

なお、耐摩耗性は、大軸式摩耗試験機を使用し、摩耗速度1.0mm/sec、荷重3.2kgで試験し、比摩耗量で評価した。また、鍛造性は、10mmφ×20mmhの試片を冷間で鍛造し、加工率50%以上で割れが発生しないものを○印とし、そのうち60%まで割れが発生しないものを◎印を付して特記し、50%で割れが発生したものには×印を付して評価した。

第1表 化学成分(wt%)

区 分	Al	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Sr	Ti	Ni	Cr	Zr	その他
本発明例	1	10.83	4.19	0.82	0.49	0.46	0.005	0.008	—	0.001	—	Al残部
	2	"	"	"	"	"	0.01	"	—	"	—	"
	3	"	"	"	"	"	0.10	"	—	"	—	"
比較例	4	10.58	4.79	0.77	0.44	0.48	—	0.021	—	0.012	—	Al残部
	5	"	"	"	"	"	0.15	"	—	"	—	"

第2表 アルミニウム合金鋳造棒の製造条件と特性

区 分	試験合金		鋳 造 条 件		熱処理条件	晶出物サイズ (μm)	DAS (μm)	耐摩耗性 (注)	酸溶性	引張強さ (kgf/mm^2)	疲労強度 (kgf/mm^2)
	№	№	鋳造温度	冷却速度							
本発明例	1	1	760℃	7℃/sec	475℃×8hr	15	9	20	O	47.5	17.4
	2	2	"	"	"	10	7	20	⊙	47.3	17.2
	3	3	"	"	"	6	6	23	⊙	48.2	17.6
比較例	4	4	760℃	15℃/sec	475℃×8hr	25	30	18	X	46.9	16.3
	5	5	"	7℃/sec	"	4	4	24	X	45.8	16.5

(注) 比摩耗量($\text{mm}^3/\text{kg} \times 10^{-7}$)にて評価した。

第2表に示すように、本発明例ではいずれも優れた耐摩耗性を示すと共に強度並びに鍛造性も充分であることがわかる。

第6図はSrを添加した本発明例№3における熱処理前の鋳造棒の組織であり、Srを添加しない比較例№4の場合(第7図)及び過剰にSrを添加した比較例№5の場合(第8図)に比べて、Al-Fe-Mn-Si晶出物や初晶Siがみられず、DASも小さいことがわかる。

また、第9図及び第10図は本発明例№3における熱処理前と後での組織を示したもので、熱処理前の組織は第9図の如く共晶Siが未だ角ばった形状のものであるが、熱処理後の組織は第10図の如く粒状のものとなっていることがわかる。

また、DASについては、本発明例№3の場合の第11図及び第12図に示すように、本発明によれば10 μm 以下のDASに抑制できるのに対し、本発明の製造条件を満たさないときは、比較例№4の場合の第13図及び第14図に示すように、12 μm にも達し、共晶Siが粗大化した状態

で含まれる。

(発明の効果)

以上詳述したように、本発明によれば、適量のSrを添加した特定の化学成分のアルミニウム合金につき、特定の条件で鋳造及び熱処理を行うので、晶出物のサイズが微細且つ粒状にコントロールされ、しかもアルミニウムデンドライトの枝の間隔の小さい組織が得られたため、耐摩耗性に優れ、かつ、酸溶性、強度、疲労寿命等も充分な高品質のアルミニウム合金鋳造棒を製造することができ

4. 図面の簡単な説明

第1図はAl-Fe-Mn-Siサイズに及ぼす670℃から554℃間での冷却速度の影響を示す図。

第2図は初晶Siのサイズに及ぼす上記温度区間での冷却速度の影響を示す図。

第3図はデンドライトスペース(DAS)と共晶Siのサイズの関係を示す図。

第4図はDASに及ぼす568℃から554℃

間での冷却速度の影響を示す図。

第5図は670℃から554℃までの間での冷却速度に及ぼす鋳造温度の影響を示す図。

第6図、第7図及び第8図はSr添加の効果に関する鋳造時の金属組織を示す顕微鏡写真(×200、但し、第8図のみ、×500)であって、第6図はSrを添加した場合を示し、第7図はSrを添加しない場合を示し、第8図は過剰のSrを添加した場合を示し。

第9図及び第10図は鋳造後の熱処理効果に関する鋳造時の金属組織を示す顕微鏡写真(×200)であって、第9図は熱処理前の場合を示し、第10図は熱処理後の場合を示し。

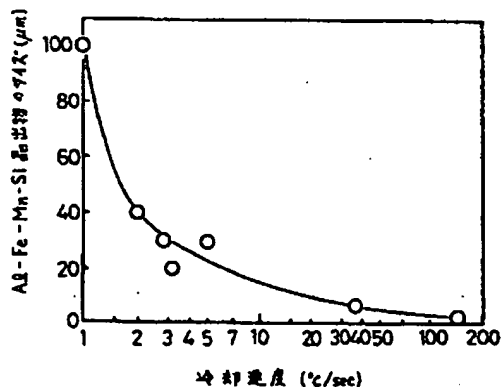
第11図乃至第14図は鋳造時のDASの大きさの分布状況を示し(第12図、第14図)及び金属組織の顕微鏡写真(×200)(第11図、第13図)であって、第11図及び第12図は本発明例の場合を示し、第13図及び第14図は比較例の場合を示し。

第15図は本発明による組成のアルミニウム合

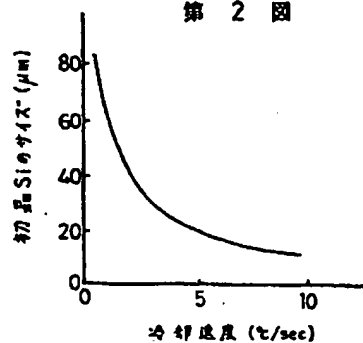
金を鋳造時徐冷して得られた金属組織(徐冷組織)の顕微鏡写真(×200)である。

特許出願人 株式会社神戸製鋼所
代理人 弁理士 中 村 尚

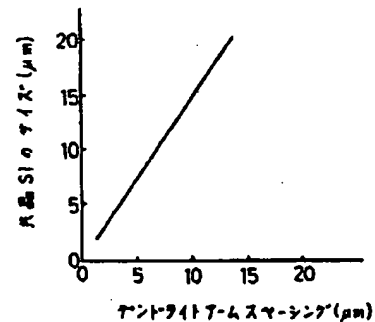
第 1 図



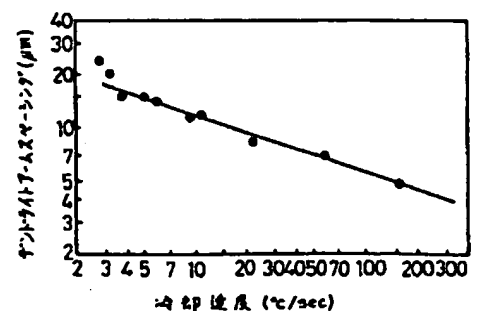
第 2 図



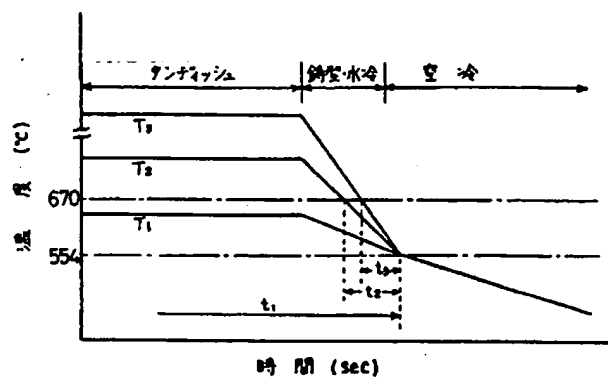
第 3 図



第 4 図



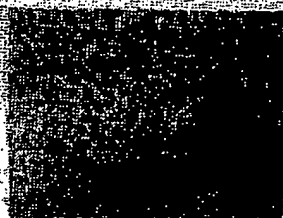
第 5 図



第 8 図



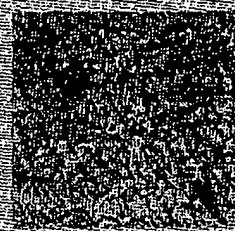
第 6 図



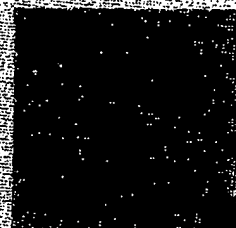
第 7 図



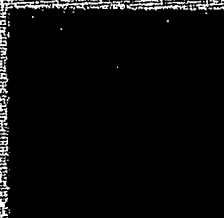
第 9 図



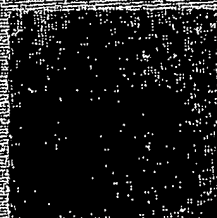
第 10 図



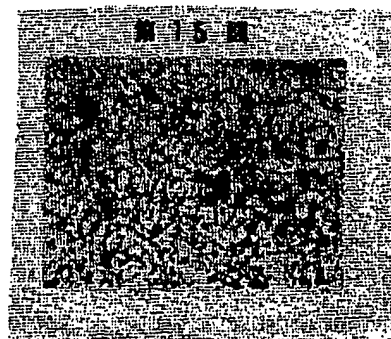
第 11 図



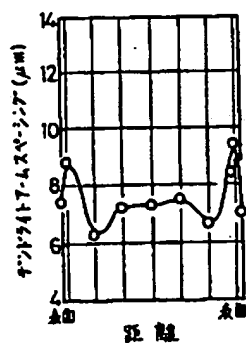
第 13 図



第 15 図



第 12 図



第 14 図

